

明細書

耐摩耗部品及びその製作方法

技術分野

[0001] 本発明は、窒化処理により硬さを増大させた耐摩耗部品及びその製作方法に関するものである。

背景技術

[0002] ロータリコンプレッサ等に設けられるベーンは、シリンダに形成されたベーン溝に摺動自在に取り付けられており、ベーンはその側面がベーン溝の側壁と摺接するとともに、その先端部がローラに摺接することから、耐摩耗性が要求される。そこで、母材としてクロムを含有した鋼、焼結合金あるいは鉄鉄を使用し、母材を軟窒化処理し、表面層にFe—Cr—Nの第1の化合物層を形成するとともに、第1の化合物層の下方に同じ成分からなる第2の化合物層を形成したものが提案されている(例えば、特許文献1参照。)。

[0003] また、ステンレス鋼の母材の表面に窒化処理を施すことにより窒化層を形成したものも提案されている(例えば、特許文献2参照。)。

[0004] さらに、鉄系粉末材の材料を使用して空孔率10%以下あるいは15%以下とした焼結鉄を焼き入れ焼戻し処理により基地をマルテンサイト組織とした後、表面に窒化あるいは軟窒化処理によりFe—Nからなる化合物層を形成し、その内側に窒素拡散層を形成するようにしたものもある(例えば、特許文献3あるいは4参照。)。

[0005] 特許文献1:特開昭60-26195号公報

特許文献2:特開平11-101189号公報

特許文献3:特開2001-140782号公報

特許文献4:特開2001-342981号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0006] しかしながら、上記従来の構成では、表面がFe—Cr—NあるいはFe—Nの化合物層あるいはFe—Cr—Nの拡散層で形成されており、表面が单一組成で硬さが均一であ

ることから、コンプレッサを運転した時に発生するベーン等の耐摩耗部品の微少な摩耗も均一となっていた。その結果、表面に所定の保油性を維持することが難しく、焼き付きを生じるおそれがあった。

[0007] 本発明は、従来技術の有するこのような問題点に鑑みてなされたものであり、耐摩耗部品の表面を硬さの異なる混合面とすることにより微少な油溜まりを形成して、耐摩耗部品を運転したときの保油性を向上することができ、焼き付きなどの不具合を解消することができる信頼性の高い耐摩耗部品を提供することを目的としている。

課題を解決するための手段

[0008] 上記目的を達成するため、本発明にかかる耐摩耗部品の製作方法は、Crを含有する鉄系合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織としたことを特徴とする。

[0009] また、本発明にかかる耐摩耗部品の製作方法の別の形態は、Crを含有する鉄系合金粉末にMn、Ti、Vのうち少なくとも一種の金属元素を含有する合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織としたことを特徴とする。

[0010] 好ましくは、表面に空孔が存在し、空孔の近傍をFe—Cr—Nの化合物層で、空孔から離れるにしたがいFe—Cr—Nの拡散層と基地との混合組織であるのがよい。

[0011] 本発明にかかる耐摩耗部品の製作方法のさらに別の形態は、Crを含有する鉄系合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層とソルバイトの基地組織の混合組織としたことを特徴とする。

[0012] この場合、表面に空孔が存在し、空孔の近傍をFe—Cr—Nの化合物層で、空孔から離れるにしたがいFe—Cr—Nの拡散層とソルバイト組織の基地との混合組織であるのがよい。

[0013] また、圧粉体焼結成形で素材を成形し、焼き入れ、焼き戻した後、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、一部の表面に除去加工を行い、表面を少なくともFe—Cr—Nの

化合物層を含む混合組織とすることもできる。

[0014] 窒化処理の前に軽微な酸化処理のための大気処理を行うようにしてもよく、大気処理は380°Cの温度以上で行うのが好ましい。

[0015] 耐摩耗部品は、表面にFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織とを有し、窒化後の焼結素材の表面のほぼ全面が0.1～0.5 μm程度の粒子あるいは突起に覆われているのがよい。

発明の効果

[0016] 本発明は、以上説明したように構成されているので、以下に記載されるような効果を奏する。

Crを含有する鉄系合金粉末あるいはCrを含有する鉄系合金粉末にMn、Ti、Vのうち少なくとも一種の金属元素を含有する合金粉末を使用して圧粉体焼結成形法で素材を成形し、浸炭成分の入っていない窒化処理を施し、表面を化合物層と拡散層と基地の混合層としたので、耐摩耗部品を仕上げ加工する際に、柔らかい基地部分の加工量が多くなり、微少な窪みが形成され油溜まりを形成することになり、さらに、耐摩耗部品を運転すると、柔らかい基地部分に微少な摩耗が発生して油溜まりを形成することになり、焼き付きのない信頼性の高い耐摩耗部品を実現することができる。

[0017] また、Crを含有する鉄系合金粉末にMn、Ti、Vのうち少なくとも一種の金属元素を含有する合金粉末を使用すると、化合物層と拡散層にはCr、Mn、Ti、Vのうち少なくとも一つの成分が含まれることになるので、Fe、Crで所定の硬さを確保した上で、Mnの存在によりさらに硬さを向上させたり、Tiの存在により窒化処理を促進させたり、あるいはVの存在により窒化深さを深くすることができるので、耐摩耗部品の信頼性がさらに向上する。

[0018] さらに、Crを含有する鉄系合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、焼き入れ焼き戻しを行った後、浸炭成分の入っていない窒化処理を施し、表面は化合物層と拡散層とソルバイトの基地組織の混合組織としたので、耐摩耗部品を仕上げ加工する際に、柔らかい基地部分の加工量が多くなり、微少な窪みが形成され油溜まりを形成することになる。また、耐摩耗部品を運転(相対摩擦運動)すると、化合物層や拡散層に比べて柔らかい基地部分が微少な摩耗を起こして油溜まりとなる。さら

に、基地組織が焼き入れ焼き戻しで硬くなっているので、化合物層と拡散層は窒化によりさらに硬くなり、焼き付くことが無くさらに高い耐摩耗性を持つ信頼性の高い耐摩耗部品を実現できる。

[0019] また、圧粉体焼結成形で素材を成形し、焼き入れ、焼き戻した後、浸炭成分の入っていない窒化処理を施し、一部の表面に除去加工を行うことにより、表面がFe—Cr—Nの化合物層だけではなく、硬さのばらつきを持つ表面となる。したがって、仕上げ加工する際に、柔らかい基地部分の加工量が多くなり、微少な窪みが形成され油溜まりを形成することになる。さらに、稼動(相対摩擦運動)時に柔らかい部分が微少な摩耗を発生して、そこが油溜まりとなり潤滑性が向上するとともに、耐摩耗性はそのほかの化合物層部分で維持することができるので、耐摩耗部品の信頼性を向上することができる。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]本発明にかかる耐摩耗部品の断面エッチング写真である。

[図2]図1の耐摩耗部品の表面を研削加工して削り取った表面のエッチング写真である。

[図3]図1の耐摩耗部品の表面のマイクロビッカース硬さ測定圧痕の写真である。

[図4]図1の耐摩耗部品の硬さ分布曲線である。

[図5]各試料の素材に対して行った熱処理パターンを示す図表である。

[図6]窒化後の試料Xの倍率40のときの表面状態を示す写真である。

[図7]窒化後の試料Yの倍率40のときの表面状態を示す写真である。

[図8]窒化後の試料Zの倍率40のときの表面状態を示す写真である。

[図9]窒化後の試料Xの倍率200のときの表面状態を示す写真である。

[図10]窒化後の試料Xの倍率1,000のときの表面状態を示す写真である。

[図11]窒化後の試料Xの倍率5,000のときの表面状態を示す写真である。

[図12]窒化後の試料Xの倍率20,000のときの表面状態を示す写真である。

[図13]窒化後の試料Yの倍率200のときの表面状態を示す写真である。

[図14]窒化後の試料Yの倍率1,000のときの表面状態を示す写真である。

[図15]窒化後の試料Yの倍率5,000のときの表面状態を示す写真である。

[図16]窒化後の試料Yの倍率20,000のときの表面状態を示す写真である。

[図17]窒化後の試料Zの倍率200のときの表面状態を示す写真である。

[図18]窒化後の試料Zの倍率1,000のときの表面状態を示す写真である。

[図19]窒化後の試料Zの倍率5,000のときの表面状態を示す写真である。

[図20]窒化後の試料Zの倍率20,000のときの表面状態を示す写真である。

[図21]窒化後の試料Zの別の部位の倍率5,000のときの表面状態を示す写真である。

[図22]窒化後の試料Zの別の部位の倍率20,000のときの表面状態を示す写真である。

[図23]各試料の表層近傍における合金元素の最高濃度を示すグラフである。

[図24]各試料の表層近傍における合金元素の最高濃度部位におけるO濃度を示すグラフである。

符号の説明

- [0021] 1 空孔
- 2 化合物層
- 3 混合組織
- 8 空孔と空孔の間のマイクロビックアースの圧痕

発明を実施するための最良の形態

[0022] 以下、本発明の実施の形態について、図面を参照しながら説明する。

本発明にかかる耐摩耗部品は、例えばローリングピストン等に設けられているベン等として使用されるもので、例えば粉末ハイス(粉末ハイスピード鋼)等のCrを含有する鉄系合金粉末に対し約1200°Cの温度で真空焼結を行って素材を成形した後、焼き入れ処理を行ってマルテンサイト組織とし、さらに焼き戻しの熱処理を480°C~580°Cで行ってソルバイト組織にした後に、浸炭成分を排除した状態で焼戻し温度以下の400°Cで約6時間のガス窒化処理を施したものである。

[0023] 図1は、このようにして製作した本発明にかかる耐摩耗部品の窒化処理後の断面組織を示しており、ガス窒化処理後、エッチングを施し、化合物層を見やすくしたものである。

[0024] 素材が圧粉体焼結成形で製作されているので、密度は80～90%程度までしか上がりず、空孔1が多数存在し、窒化処理に使用したガスが空孔1を通過して奥まで窒化が行われており、白い色の化合物層2が空孔1の周りに形成されている。また、空孔1から離れるにしたがって、黒い部分3が多くなっているが、これは拡散層と基地の混合組織である。

[0025] 図2は、この耐摩耗部品を図1の面に対して直角方向に切断し(すなわち、表面から所定の深さで切断し)、切断面を研削したものの表面を450倍に拡大したものである。

[0026] 図2に示されるように、研削面には圧粉体焼結成形品特有の空孔1が存在し、その周辺は窒化処理のガスが侵入して窒化が進行しているので、Fe—Cr—Nの化合物層2がエッティングされて白い色になっている。また、空孔1の表面から離れたところでは白い色が少くなり、Fe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織3となっている。すなわち、空孔1のある耐摩耗品の表面は化合物層2と拡散層と基地組織の混合組織3となっている。

[0027] 図3は、その断面をマイクロビックカース硬さで測定した圧痕の写真であり、圧痕が小さいほどマイクロビックカース硬さが硬いことを示している。マイクロビックカースの圧痕の大きさから明らかのように、空孔1の周辺は比較的小さく、空孔1と空孔1の間8のマイクロビックカースの圧痕の大きさは空孔の周辺に比べて大きく、硬さが低下していることがわかる。これは、空孔1の周辺は窒化ガスが入り込んで化合物層2ができており、空孔1と空孔1の間8は拡散層と基地の混合組織3となっているため、硬さが空孔1の周辺に比べて低くなっていると考えられる。

[0028] このように表面の硬さが適度にばらついているので、耐摩耗部品を仕上げ加工する際に、柔らかい基地部分の加工量が多くなり、微少な溝みが形成され油溜まりを形成することになる。さらに、耐摩耗部品が作動すると、柔らかい基地組織の部分には微少な摩耗が発生して油溜まりの役目を果たすようになり、圧粉体焼結成形品の空孔に加えてくさび効果の高い油溜まりが可動部全面にわたって形成される。したがって、表面全体としては保油性が高まって潤滑性が良好となり、耐摩耗性は空孔の周辺の化合物層と拡散層で確保できるので、表面全体が硬い耐摩耗部品に比べて良好

な信頼性を確保することができる。

[0029] なお、本実施の形態は、粉末ハイスの焼き入れ、焼き戻し品で説明したが、素材を一般的な合金粉で製作しても良く、また、Crを含有する鉄系合金粉末にMn、Ti、Vのうち少なくとも一種の金属元素を含有する合金粉で製作しても同様な効果を得ることができる。

[0030] 図4は、図1の耐摩耗部品の窒化処理後の硬さ分布曲線を示しており、表面から0.4mmを越えた位置Aでも、硬さは表面Bとほとんど変わっていない。この耐摩耗部品の表面を0.1mm程度研削して除去加工した後の、表面からの深さ0.1mmの位置Cをエッチングすると図2の断面組織のようになる。

[0031] このように粉末ハイスの圧粉体焼結品は短時間の窒化処理でも、素材に空孔があるため窒化のガスが内部まで浸透しやすく深く窒化される。したがって、通常の窒化処理では、素材の粗加工後、窒化処理を行い、更に仕上げ加工といった工程を踏む必要があるのに対し、粉末ハイスの圧粉体焼結品は、素材に窒化処理を行い、直接仕上げ加工を行っても、必要な硬さを容易に得ることができる。さらに、素材の焼き入れ焼き戻しによる変形が発生して取り代が不均一となつても、深く窒化されているので完成品の一番硬い化合物層の表面硬さのばらつきは小さくすることができる。

[0032] さらに、表面を除去加工することにより、Fe—Cr—Nの化合物層だけでなく、Fe—Cr—Nの拡散層及び基地の混合組織が表れるが、これは、表面に近い場所でも硬さが低い部分が存在することからも理解できることである。すなわち、本発明にかかる耐摩耗部品は、優れた耐摩耗性を保持しつつ、粗加工工程を省略することができるので、安価に製作することができる。

実施例 1

[0033] 3種類のCrを含有する鉄系合金粉末を所定の形状にまず成形し、この成形体を所定の温度(例えば、1180°C)で真空焼結して焼結体を作製し、焼結体に所定の熱処理を行った後、表面形状を調査した。各試料の材料はSKH51に相当し、ここでは試料X、Y、Zという。

[0034] 表1は、試料X、Y、Zの熱処理後の組成分析結果を示している。

[表1]

単位:wt%

材質	W	M o	C r	V	S i	C	その他 (F e等)
試料X	5.5～ 6.7	4.0～ 6.0	3.5～ 5.0	1.4～ 2.4	0.4～ 0.9	1.2～ 1.8	≤1.0
試料Y	5.5～ 6.7	4.0～ 6.0	3.5～ 5.0	1.4～ 2.4	0.4～ 0.9	0.9～ 1.4	≤1.0
試料Z	5.5～ 6.7	4.0～ 6.0	3.5～ 5.0	1.4～ 2.4	0.4～ 0.9	0.9～ 1.4	≤1.0

[0035] また、図5は各試料の素材に対して行った熱処理パターンを示しており、表2は各試料の材質特性を示している。

[表2]

材質	密度 (g/cm ³)	硬さ (HRA)	抗折強度 (MPa)
試料X	6.65～6.75	63.0～66.0 (平均64.3)	544.9～765.9 (平均617.6)
試料Y	6.71～6.75	63.6～68.1 (平均65.0)	743.6～902.7 (平均774.4)
試料Z	6.71～6.75	63.6～68.1 (平均65.0)	743.6～902.7 (平均774.4)

[0036] その後、試料X及びYに対しては400℃の温度で6時間窒化処理を行ったのに対し、試料Zに対しては480℃の温度で3時間の大気処理(軽微な酸化処理)を行い、さらに400℃の温度で6時間の窒化処理を行った。

[0037] 次に、倍率40～20,000の走査型電子顕微鏡を用いて、各試料の表面形状及び表面性状を調査、評価した。

[0038] 図6乃至8は、窒化後の試料X, Y, Zの倍率40のときの表面状態をそれぞれ示しており、試料Y及びZは同様の表面状態を呈しているのに対し、試料Xは試料Y及びZに比べて微少粒状を呈しており、活性な表面状態が認められる。

[0039] また、図9乃至12は、試料Xの倍率200、1,000、5,000、20,000のときの表面状態をそれぞれ示しており、図13乃至16は、試料Yの倍率200、1,000、5,000、20,000のときの表面状態をそれぞれ示している。また、図17乃至20は、試料Zの倍率200、1,000、5,000、20,000のときの表面状態をそれぞれ示しており、図21及び22は、試料Zの別の部位の倍率5,000、20,000のときの表面状態をそれぞれ示している。

[0040] 図9乃至12によれば、試料Xの表面は小粒が圧着焼結され焼結粒間隙の表面に微細な凸状析出物が無数に存在しており、これらの微少析出物回りに窒化物粒の析出が認められる。すなわち、試料Xは、400°Cの温度で6時間窒化処理を行うことにより内部まで窒化されていることが分かる。

[0041] 図13乃至16によれば、試料Yは試料Xに比べて焼結粒子が大きく、図9及び10と図13及び14を比較すると分かるように、試料Yは比較的平らな表面状態を呈しており、倍率5,000以上の観察においても、試料Xに認められる微細凸状析出物の割合が少なく、安定した(不活性な)表面状態にある。

[0042] また、図17(倍率200)によれば、試料Z表面の焼結粒子は試料Yに類似しており、試料Xに比べて大きい状態にあるが、図18乃至22に示される倍率1,000以上の観察によれば、試料Zは表面及び焼結粒間隙に微細な析出物が試料X以上に存在し、微視的には試料Xに類似した表面状態が形成されている。

[0043] 試料Yと試料Zの相違点は、焼結後の素材の大気処理の有無にあり、前者は非処理状態にあるのに対し、後者は大気処理した状態にある。非処理材は、上述したように表面が平らで安定な状態を呈しているが、大気処理した試料Zは表面に凸状析出物が無数に生じていることから、試料Xと同様、表面が活性化している。

[0044] 一方、窒化後の各試料の硬さは表3のとおりであった。

[表3]

表面からの距離 (mm)	試料 X	試料 Y	試料 Z
0. 01	1163 H v	837 H v	1240 H v
0. 50	1115 H v	767 H v	1175 H v
1. 00	1111 H v	792 H v	1087 H v
1. 50	1112 H v	744 H v	1080 H v

[0045] 表3から分かるように、表面から深さ0.01mm及び0.05mmの部位における硬さは、試料Z、X、Yの順に前者ほど高い。

[0046] 表3に示される硬さと上述した表面形状とを比較すると、窒化後の表面に存在する微細析出粒は、図9乃至22に示されるように、試料Z、Y、Xの順に前者ほど密度が高い。試料Zは試料Yを窒化処理する前に大気処理することにより試料表面に微細

な酸化物粒子が形成されていることから、試料Zは微細析出した酸化物粒子が表面を活性化させることにより窒化反応が容易になったものと想定される。

[0047] また、試料Yの場合、窒化温度を上昇するか(例えば、約430°C)、あるいは窒化温度は400°Cであっても窒化時間は長くする(例えば、約10時間)ことにより、表面からの深さ0.5mmの部位における硬さが900Hv以上まで高くなる場合もあったが、窒化が不安定で、割れが発生することがあった。

[0048] さらに、試料Zに対し、処理時間を一定(3時間)にして処理温度を280°C、380°C、480°C、580°Cに変えて大気処理を行ったところ、280°Cでは表面から深さ1.5mmの部位における硬さが900Hvを下回ったものの、処理温度が380°C以上の場合、表面から深さ1.5mmまでの硬さがすべて900Hv以上であることが確認された。

[0049] すなわち、試料Y及びZは窒化性が悪いが、380°Cの温度で3時間の大気処理を行った後、400°Cの温度で6時間の窒化処理を行うことで、試料Xと同様、窒化性が向上する。

[0050] なお、各試料は表層近傍における合金元素(Cr, W, Mo, V)及びO濃度に相違が認められ、これら元素濃度分布の相違が窒化反応に影響を与えていた。

[0051] さらに詳述すると、各試料の表層組成調査を約50μmの深さまで実施したところ、いずれの材料も3μm以上の深度部分の濃度は殆ど同じ値を示したので、3μmの深さまでのデータを基に表層を構成する元素の濃度分布を解析した。

[0052] その結果、試料Xは表層から約0.2μmの深さに、基材部組成の約2~3倍に濃化したCr, W, Mo及びVの濃化域が認められ、最表層において約30%に達するO量が検出された。また、試料Yの表層近傍におけるW, Mo及びV濃度は基材部組成の約1.5倍程度に濃化していたが、Crは脱元素化現象を呈していた。さらに、最表層におけるO濃度は約6%程度であり、試料Xに較べると低い。

[0053] また、試料Zは試料Xと同様に表層から約0.2μmの深さに、基材部組成の約1.5~2倍に濃化したW及びMoと、最表層において約6%程度のO量が検出された。一方、Cr及びVの挙動は試料Yに類似しており、前者は脱元素挙動を後者は最表層において濃化する現象を示していた。

[0054] 以上より、試料Z表層を構成する元素濃度は、試料Xと試料Yの中間的様相を有し

ているものと想定される。

[0055] 図23は、各試料の表層における合金元素の最高濃度を示しており、表層におけるCr, W, Mo及びV量は試料Xが最も高い。また、試料Yと試料Zにおいては、Cr量は略等量であるが、その他の元素は試料Yに較べて試料Zが高い。これらの事から、窒化した場合、試料X, Z, Yの順に前者ほど硬化し易い状態にあるものと推察される。

[0056] 各試料は大気加熱処理することにより窒化が容易になることから、各合金元素の最高濃度部位におけるO濃度に着目すると図24のグラフが得られた。このグラフによれば、Vの最高濃度部位におけるO濃度の挙動を除くと、試料Xは他の試料に比較して高濃度のO量が検出される。一方、窒化し難い試料YはO濃度が最も低い。これらのことから、表層近傍に生じるCr, W及びMoの最高濃度部位におけるO濃度の高低が窒化の難易を決定づけているものと想定される。

[0057] なお、V最高濃度部位におけるO濃度が試料Zで高いのは、試料Zでは最表面でV濃度が最も高く、他の試料は最表面よりも内部に入った箇所においてV濃度が高くなっている、これはO量の吸収差によって生じたもので、V量との直接的関係は薄いものと想定される。

[0058] 本実施例によれば、試料Zは試料Xと同様、窒化物の微細な析出粒子が表面を覆っており、その密度は一見すると試料X以上と思われる。このことが、極表層における硬さの序列を決定づけており、大気処理による表面形状変化によって生じた微細析出粒が窒素の吸収を担ったものと推定される。なお、試料X及びZの窒化後の焼結素材の表面のほぼ全面が0.1～0.5 μm程度の粒子あるいは突起に覆われているのが観察できた。

[0059] 以上のことから、試料X及びZは本発明にかかる耐摩耗部品の材料として好ましく使用できるのに対し、試料Yの使用は好ましくない。

[0060] また、以上のことから、次のように判断することができる。

(1) 窒化後の材料の表面は素材の表面状態を継続しており、試料X及び試料Zは表面に微細析出物が多数認められるが、試料Yは析出物が少なく平面的である。

(2) 窒化後の深さ0.01mm及び0.05mmの部位の硬さは、試料Z、X、Yの順に前者ほど高く、表層硬さは表面析出物の密度と関連している。

(3) 窒化の難易は、表層に生じる合金元素の濃化、濃度分布状態及び微少酸化物粒子等の表面活性化現象が支配している。

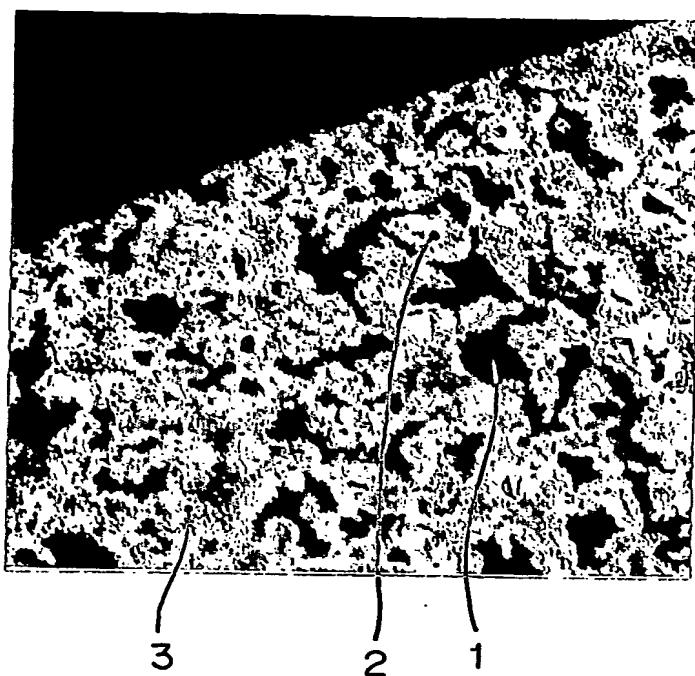
産業上の利用可能性

[0061] 本発明にかかる耐摩耗部品は、仕上げ加工する際に、柔らかい基地部分の加工量が多くなり、油溜まりとなる微少な窪みが形成され、さらに、柔らかい基地部分に微少な摩耗が発生して油溜まりが形成されるので、耐摩耗性が向上して焼き付きを発生することがなく、エンジンあるいは圧縮機の摺動部品等に使用すると効果的である。

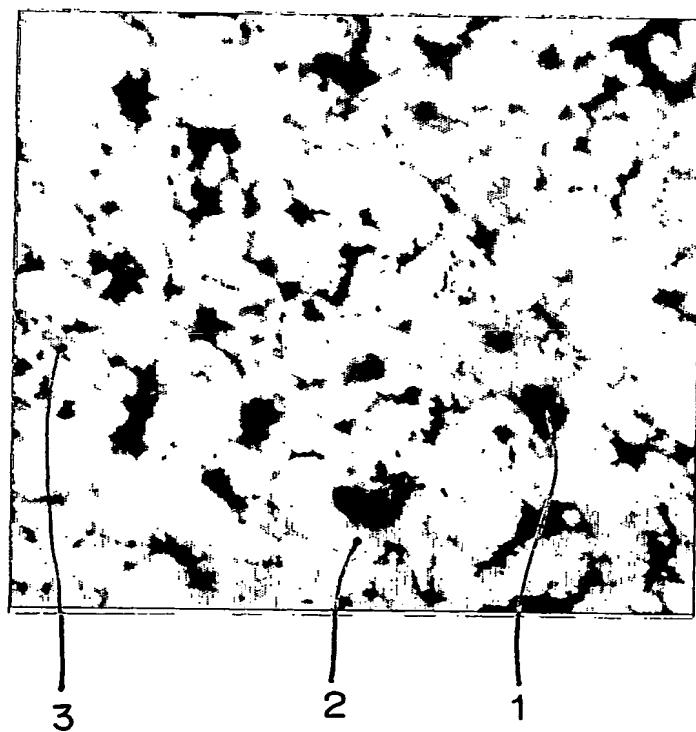
請求の範囲

- [1] Crを含有する鉄系合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織としたことを特徴とする耐摩耗部品の製作方法。
- [2] Crを含有する鉄系合金粉末にMn、Ti、Vのうち少なくとも一種の金属元素を含有する合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織としたことを特徴とする耐摩耗部品の製作方法。
- [3] 表面に空孔が存在し、空孔の近傍をFe—Cr—Nの化合物層で、空孔から離れるにしたがいFe—Cr—Nの拡散層と基地との混合組織としたことを特徴とする請求項1あるいは2に記載の耐摩耗部品の製作方法。
- [4] Crを含有する鉄系合金粉末を使用して圧粉体焼結成形で素材を成形し、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、表面をFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層とソルバイトの基地組織の混合組織としたことを特徴とする耐摩耗部品の製作方法。
- [5] 表面に空孔が存在し、空孔の近傍をFe—Cr—Nの化合物層で、空孔から離れるにしたがいFe—Cr—Nの拡散層とソルバイト組織の基地との混合組織としたことを特徴とする請求項4に記載の耐摩耗部品の製作方法。
- [6] 圧粉体焼結成形で素材を成形し、焼き入れ、焼き戻した後、浸炭成分を排除した窒化処理を施し、一部の表面に除去加工を行い、表面を少なくともFe—Cr—Nの化合物層を含む混合組織としたことを特徴とする耐摩耗部品の製作方法。
- [7] 前記窒化処理の前に大気処理を行うようにしたことを特徴とする請求項1乃至6のいずれか1項に記載の耐摩耗部品の製作方法。
- [8] 前記大気処理を380°Cの温度以上で行うようにしたことを特徴とする請求項7に記載の耐摩耗部品の製作方法。
- [9] 表面にFe—Cr—Nの化合物層とFe—Cr—Nの拡散層と基地の混合組織とを有し、窒化後の焼結素材の表面のほぼ全面が0.1—0.5 μm程度の粒子あるいは突起に覆われていることを特徴とする耐摩耗部品。

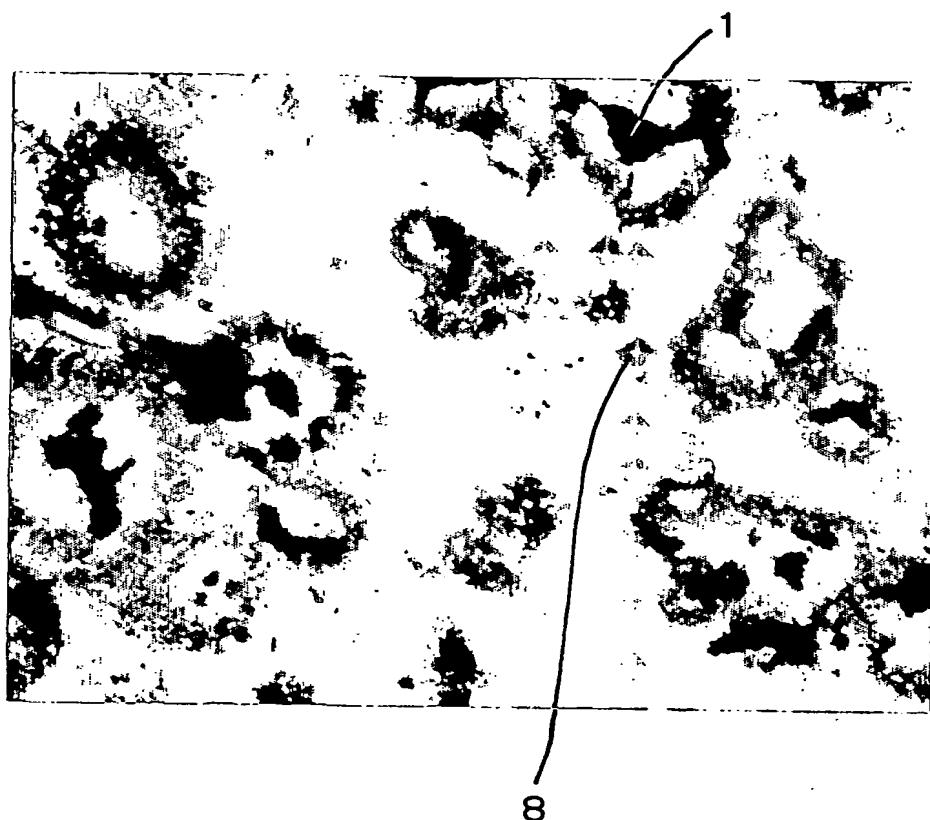
[図1]



[図2]

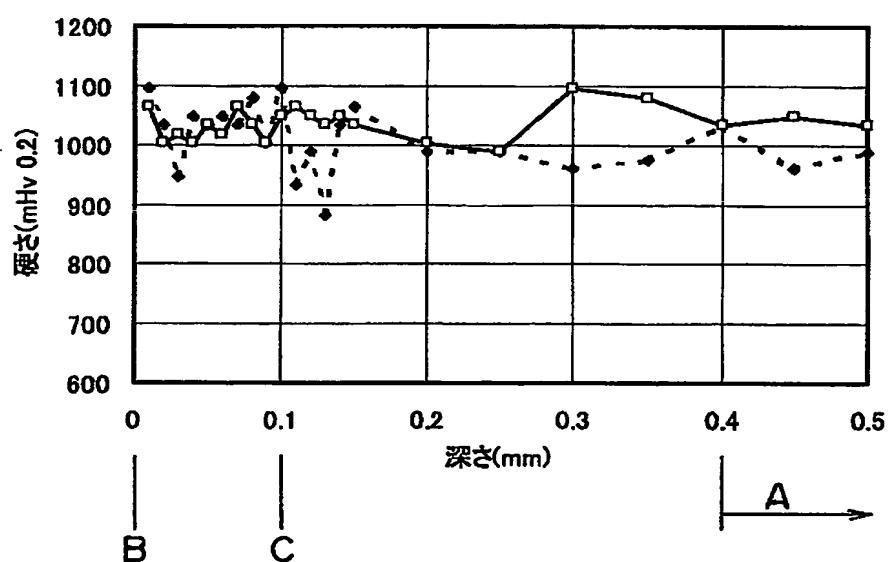


[図3]

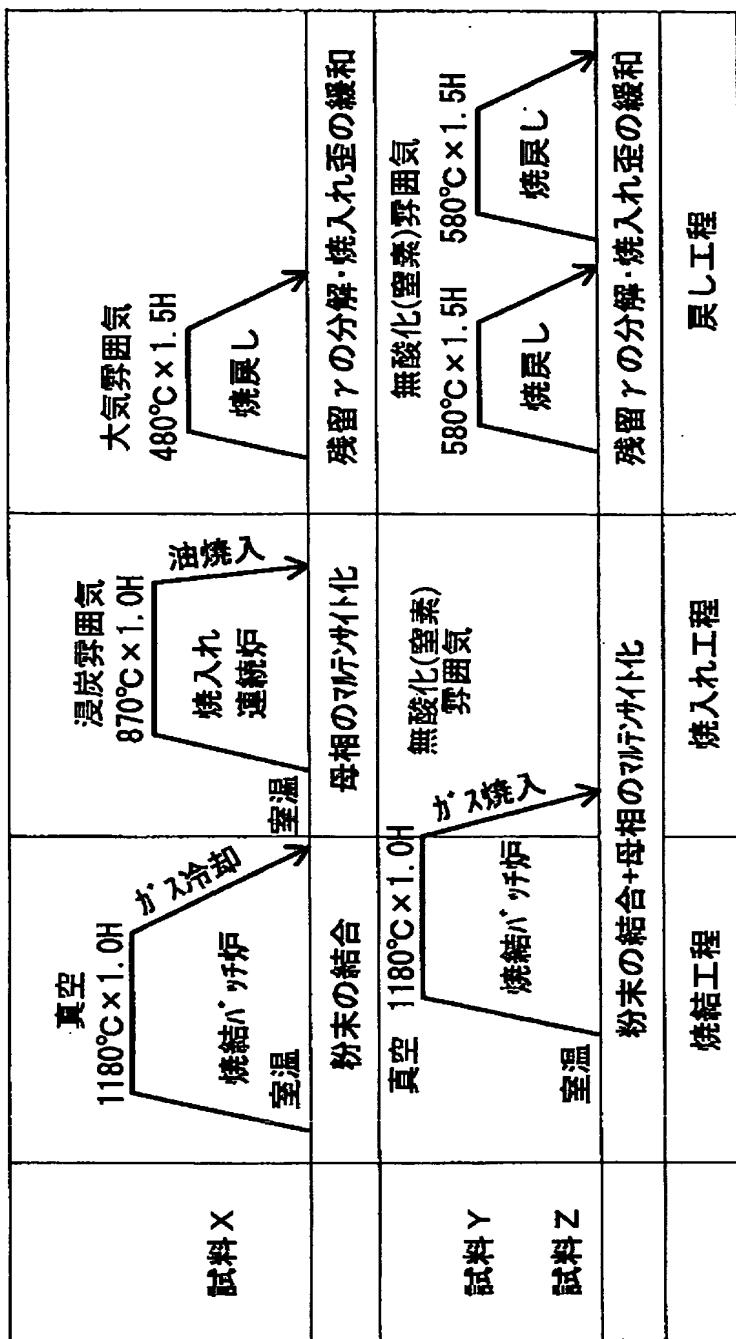


[図4]

硬さ曲線



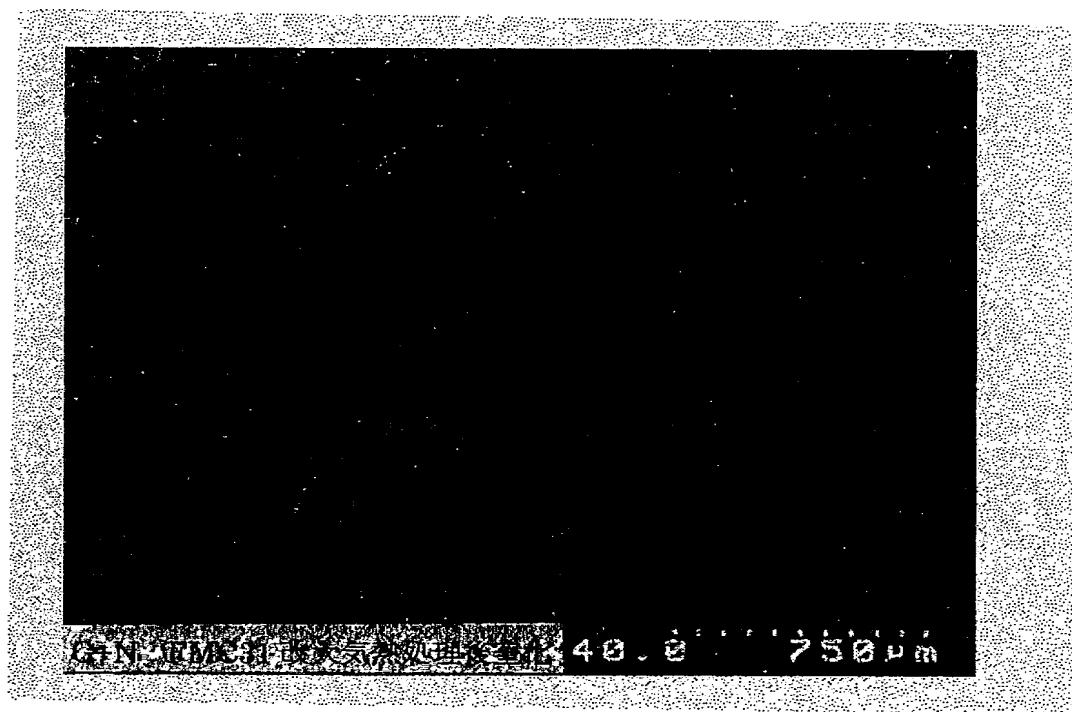
[図5]



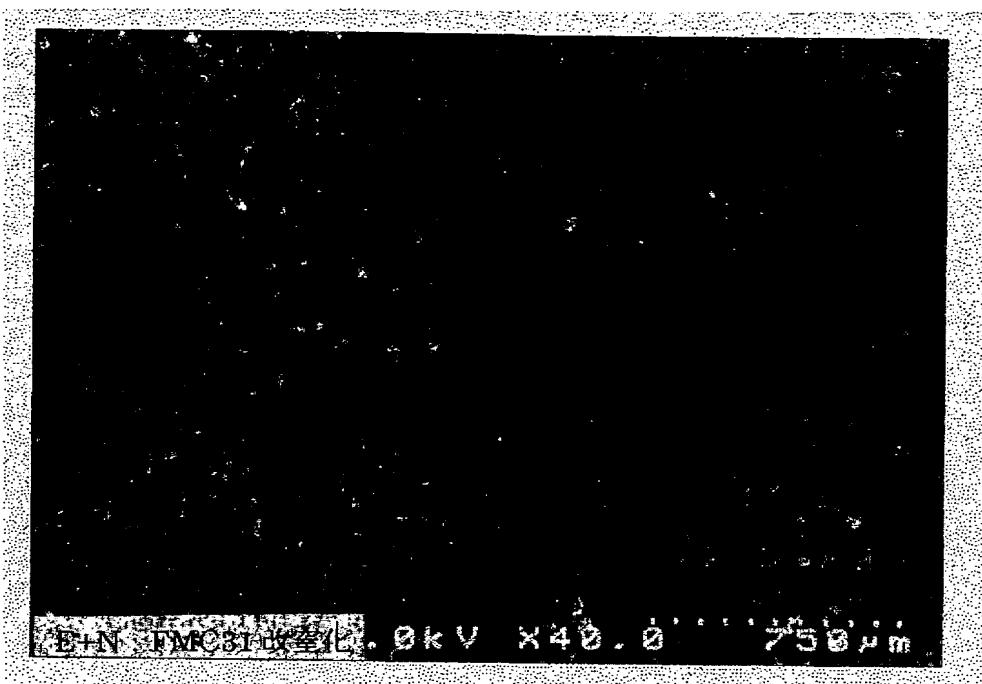
[図6]



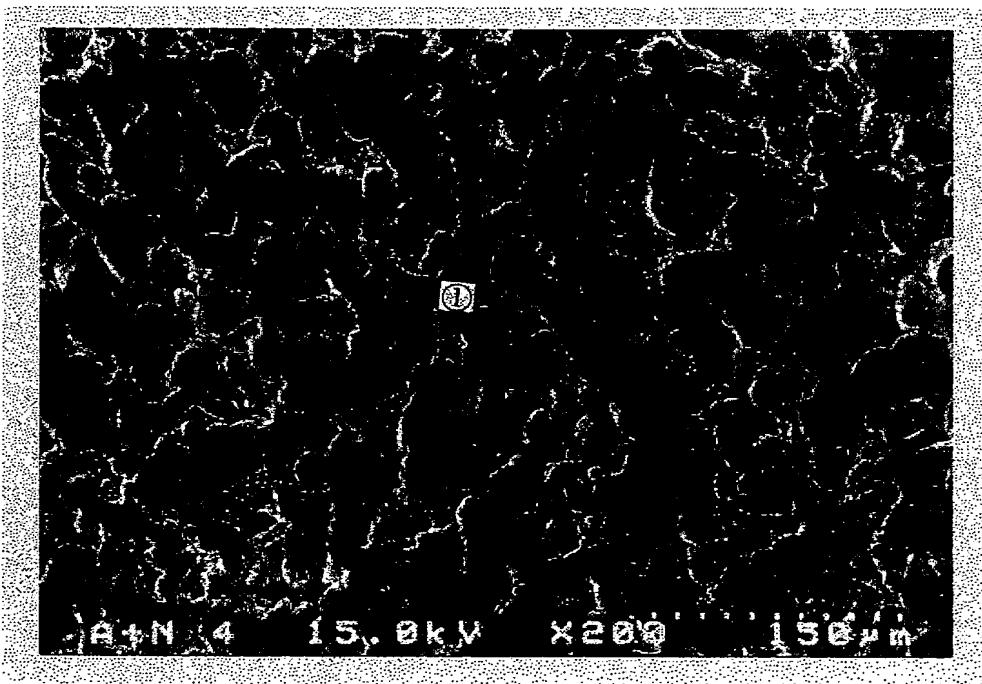
[図7]



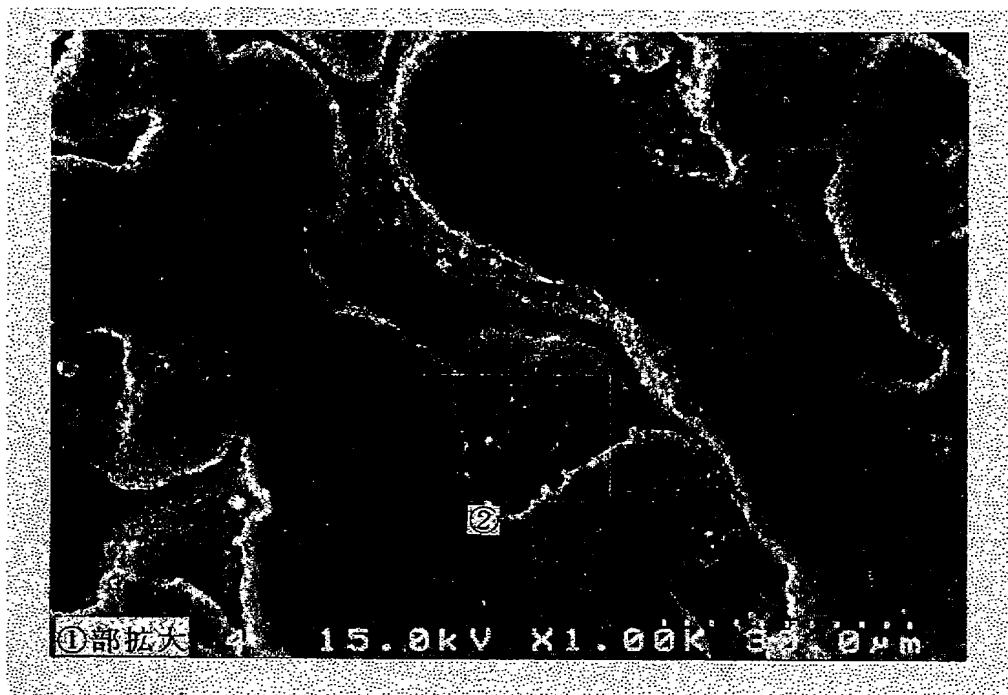
[図8]



[図9]



[図10]



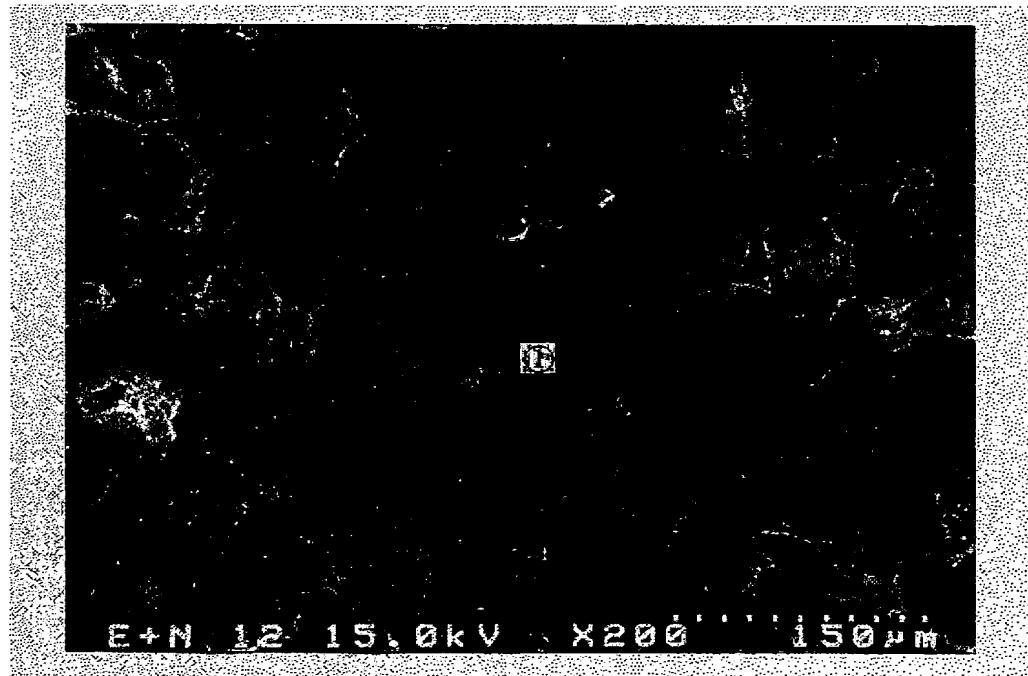
[図11]



[図12]



[図13]



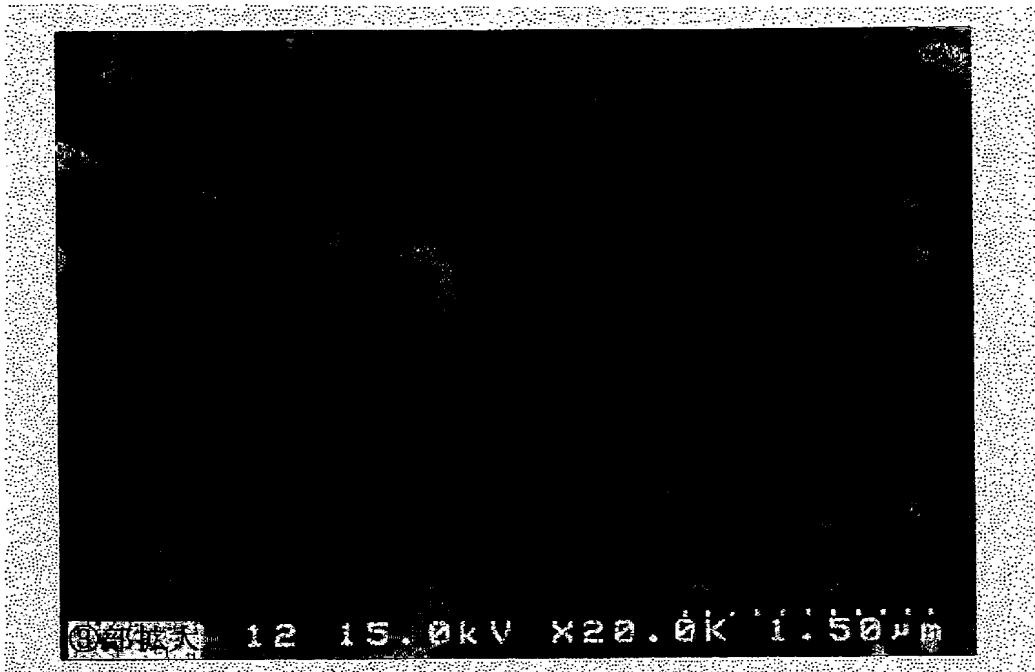
[図14]



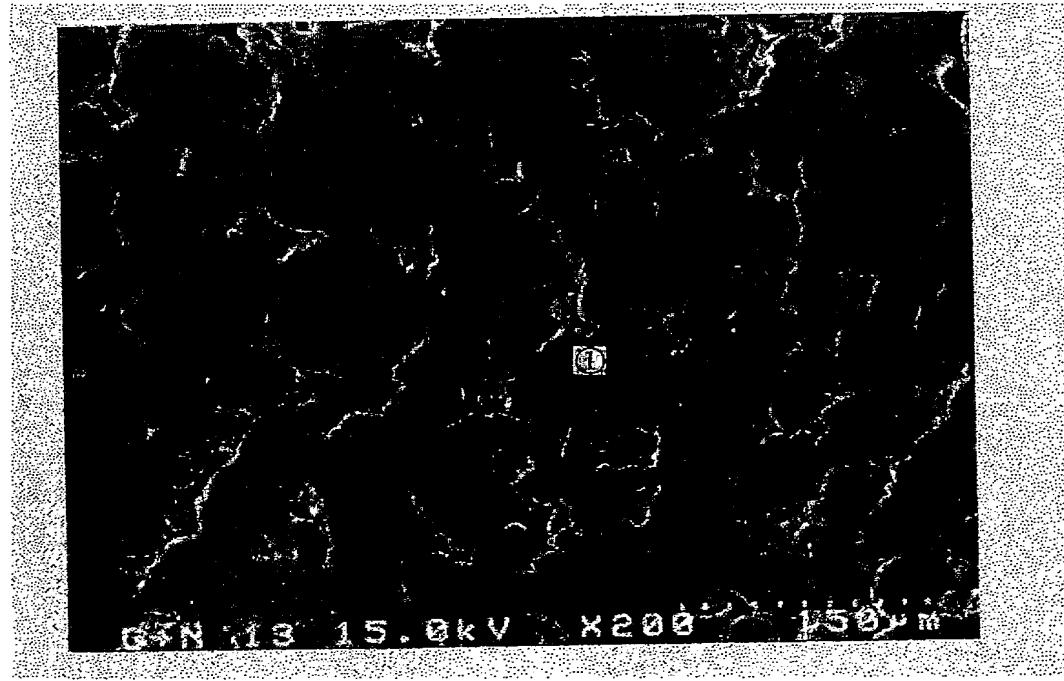
[図15]



[図16]



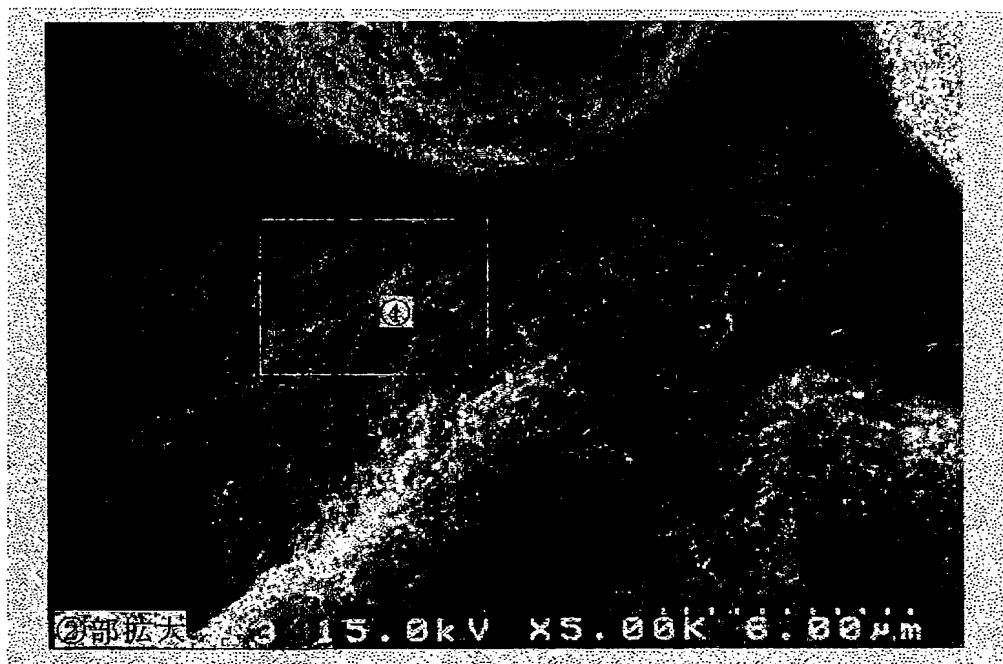
[図17]



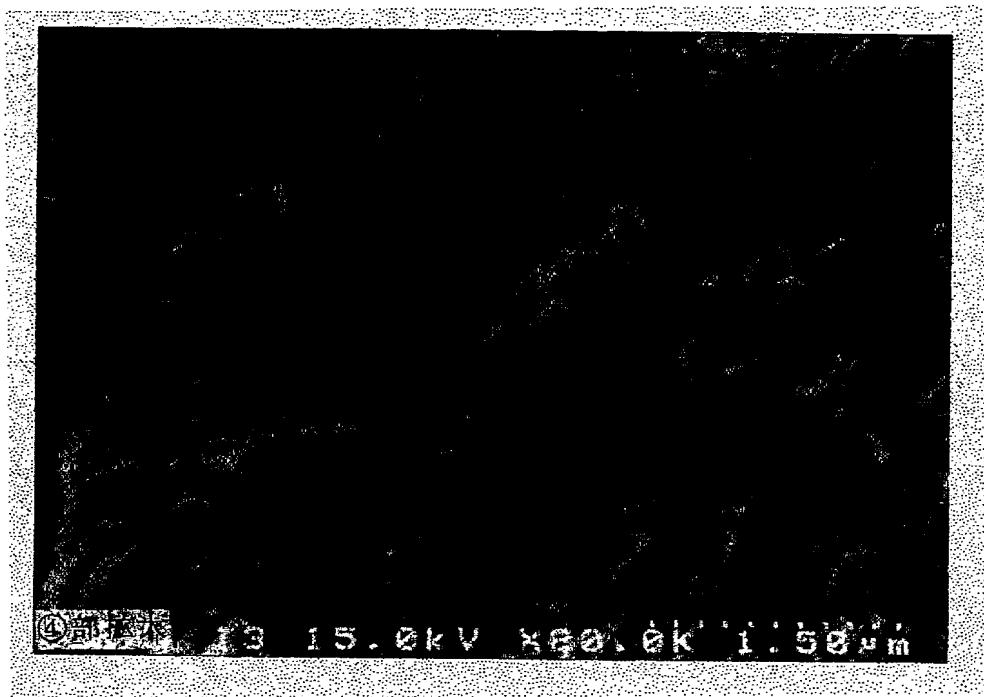
[図18]



[図19]



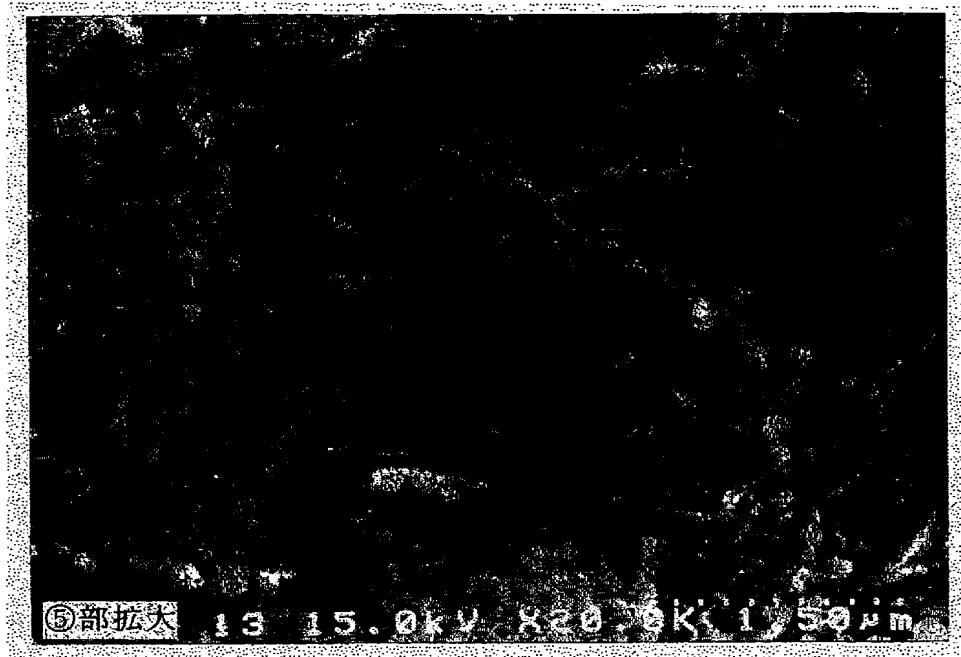
[図20]



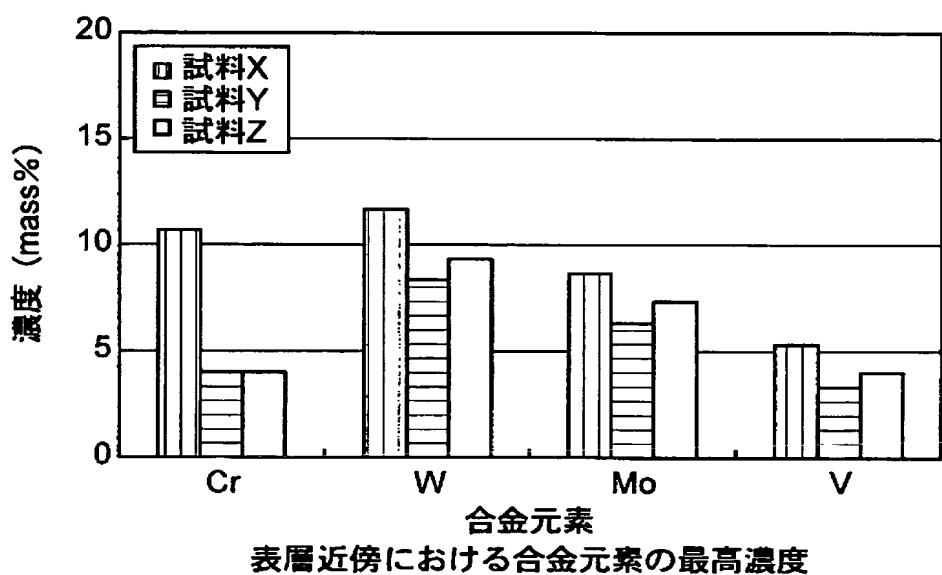
[図21]



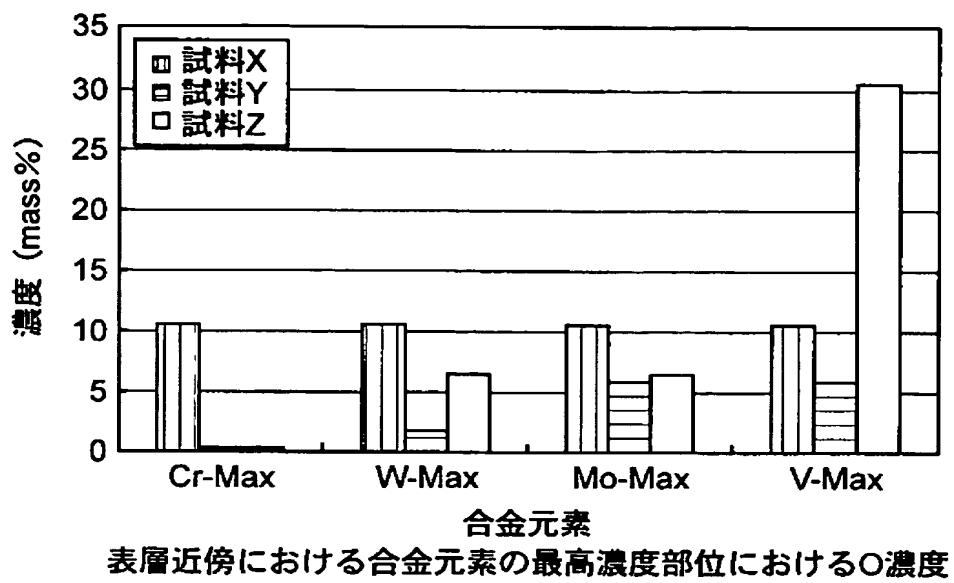
[図22]



[図23]



[図24]



表層近傍における合金元素の最高濃度部位におけるO濃度

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/015429

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
Int.Cl⁷ B22F3/24

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
Int.Cl⁷ B22F3/24

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 05-279814 A (Sumitomo Electric Industries, Ltd.), 26 October, 1993 (26.10.93), Claims (Family: none)	1-9
A	JP 06-299284 A (Fuji Oozx Inc.), 25 October, 1994 (25.10.94), Claims (Family: none)	1-9
A	JP 2002-098077 A (Matsushita Electric Industrial Co., Ltd.), 05 April, 2002 (05.04.02), Claims (Family: none)	1-9

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

- * Special categories of cited documents:
- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
- "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
13 January, 2005 (13.01.05)

Date of mailing of the international search report
01 February, 2005 (01.02.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Faxsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl' B22F3/24

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl' B22F3/24

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2005年
 日本国登録実用新案公報 1994-2005年
 日本国実用新案登録公報 1996-2005年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 05-279814 A (住友電気工業株式会社) 1993. 10. 26, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 06-299284 A (フジオーゼックス株式会社) 1994. 10. 25, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 2002-098077 A (松下電器産業株式会社) 2002. 04. 05, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-9

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13. 01. 2005

国際調査報告の発送日

01.2.2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

米田 健志

4K 8924

電話番号 03-3581-1101 内線 3435